

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 53-030916
(43)Date of publication of application : 23.03.1978

(51)Int.CI. C22C 38/58

(21)Application number : 51-105505 (71)Applicant : NIPPON STEEL CORP
(22)Date of filing : 03.09.1976 (72)Inventor : YADA HIROSHI
HONDA MITSUO

(54) SUPER HIGH TENSILE AND TOUGH STEEL

(57)Abstract:

PURPOSE: To provide a super high tensile and tough steel having tensile strength higher than 150kg/mm² and good toughness used for structural members by adding Cu and Al of each fixed amt. to low C Ni-Cr-Mo steel having excellent toughness to impart age hardenability.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C): 1998,2000 Japan Patent Office

⑫特許公報(B2) 昭57-19183

⑬Int.Cl.³
C 22 C 38/44識別記号
CBH府内整理番号
7325-4K⑭公告 昭和57年(1982)4月21日
発明の数 2

(全7頁)

⑮超高張力強靱鋼

⑯特 願 昭51-105505

⑰出 願 昭51(1976)9月3日
公 開 昭53-30916

⑲昭53(1978)3月23日

⑳發明者 矢田浩

福岡県宗像郡宗像町自由ヶ丘7丁目15-7

㉑發明者 本田三津夫

福岡県宗像郡宗像町日の里6丁目14-1

㉒出願人 新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

㉓代理人 弁理士 谷山輝雄

㉔引用文献

特 公 昭47-23058(JP,B1)

特 開 昭48-20715(JP,A)

㉕特許請求の範囲

1 C: 0.05~0.20%、Si: 2.0%以下、
 Mn: 3.0%以下、Ni: 4.1~9.5%、Cr: 2.1~8.0%、Mo: 0.1~4.5%またはMoの一部あるいは全量を2倍量で置換したW、Al: 0.2~2.0%、Cu: 0.3~3.0%を含み残部鉄および不可避的不純物からなる超高張力強靱鋼。

2 C: 0.05~0.20%、Si: 2.0%以下、
 Mn: 3.0%以下、Ni: 4.1~9.5%、Cr: 2.1~8.0%、Mo: 0.1~4.5%またはMoの一部あるいは全量を2倍量で置換したW、Al: 0.2~2.0%、Cu: 0.3~3.0%を含み、これにCo、V、Nb、Ta、Ti、Zrの1種または2種以上をCoについて10%以下、Vについては0.5%以下、Nb、Ta、Ti、Zrについては0.5%以下、V、Nb、Ta、Ti、Zrの合計量が1%以下になるよう含有せしめ、残部鉄および不可避

的不純物からなる超高張力強靱鋼。

発明の詳細な説明

本発明は比較的低コストで、靱性のすぐれた超高張力鋼に関するもので、例えばロケットモーターケース、航空機の脚、冷間成型用金型等のとくに 150 kg/mm^2 以上の引張強さで良好な靱性を必要とするような構造用部材の材料として好適なものである。

このような超高張力鋼としては以前は AISI 4340 または H-11 などの中炭素 (0.3~0.5% C) の低合金鋼を焼入れてマルテンサイト組織とし、これを 300°C 前後の低温焼戻を行なつて使用していたが、(1) 靱性が低いこと、(2) 中炭素のため溶接が困難なこと、(3) 焼入処理が必要なため

焼入歪等のため熱処理後の超高張力の状態で加工しなければならず加工が困難なこと等の問題点があつた。上記の如き欠点を補なう材料として 18 Ni で代表されるマルエージング型超高張力鋼が発明された。この鋼は溶体化処理状態で比較的やわらかく加工等がしやすく、加工や溶接を行なつた状態で時効処理を行なえば Mo 等の金属間化合物が析出し $170 \sim 210 \text{ kg/mm}^2$ 程度に硬化する。しかしこの鋼は高価な合金元素 Ni、Co、Mo、Ti 等を多量に添加するためきわめて高価であり、靱性も前記中炭素鋼よりは改善されるが必ずしも十分とは云えない。

本発明はこれに対して比較的安価でとくに靱性にすぐれ、しかも加工溶接も容易な鋼を提供するものであり、その骨子は非常に靱性のすぐれた低炭素 Ni-Cr-Mo 鋼に Cu、Al を添加し金属単体あるいは金属間化合物の時効硬化性を附与したものである。

本発明者はさきに特許第 669296 号において靱性、溶接性のきわめてすぐれた低炭素 Ni-Cr-Mo 系強靱鋼を発明した。この鋼は低炭素 Ni 鋼に Cr を比較的多量に添加することによってきわめて靱性、溶接性が向上し、これに Mo を添

加し焼戻(時効)におけるMo炭化物の析出強度により韌性を損わず100~150kg/mm²程度に強化することを特徴とするものである。しかし炭化物の析出強化のみでは韌性を損わずこれ以上の強化を得ることはむずかしい。

本発明はこの鋼のすぐれた韌性、溶接性を大きく損なうことなしに150kg/mm²以上の強度レベルに強化するためにはCuとAlの複合添加が最も有効であることを見出したものであり以下にその効果について説明する。

従来鋼中でCu、Alが時効析出強化を示すことはよく知られており、Cuは単体で、Alは含Ni鋼ではNiAlまたはNi₃Alとして微細に析出する。しかし通常の低合金鋼においてはこの析出による硬化に伴ない韌性が著しく低下する。第1図(熱処理950°C/hr、空冷→500°C 3hr空冷)に示したように、比較として示した低炭素Mn-Mo鋼(B)、低炭素Mn-Ni-Mo鋼(C)、極低炭素Ni-Cr鋼(D)、低炭素Ni-Cr鋼(E)にそれぞれCu、Alの添加した鋼B'、C'、D'、E'はいずれも時効析出強化を示すがそれに伴う韌性的低下が著しいのに比べ、本発明鋼の例(A)'ベース成分鋼Aに対し強化も大きく、韌性の低下も小さい。またA'は、B'、C'、D'、E'に比べ強度が高いのにかかわらず韌性がすぐれており、本発明鋼の場合においてのみCu、Alの析出強化を有效地に利用できることがわかる。

次にCuとAlとの複合添加が有効なことを第2図(熱処理は第1図と同じ)に示す。

上記の鋼AにCu、Alをそれぞれ単独添加した鋼A''、A'''をA'に比較したものである。Cu、Alそれぞれ単独の添加では強化の程度は小さく、十分な強度が得られない。これに対し、A'ではCu、Alそれぞれ単独の強化の効果の和よりも大きい析出強度を示し、明らかにCu、Al複合による相乗効果が認められる。これはNi、Al、Cuの析出による結晶内部の歪が相互に相補効果を有し、互いの析出を促進するためと考えられる。

本発明は以上のような発見に基づいて良好な特性を与える成分元素の範囲をさらに詳しく定めたものであつて、各成分元素の範囲とその限定理由は次の通りである。

(1) C 0.05~0.20%:

C 0.05%以下では超高張力水準を得ること

はむずかしく、とくにMo(W)の二次硬化作用が現われない。C增量とともに強度は上昇するが、韌性、溶接性が低下し、とくに時効硬化前の強度が高くなるため加工が困難になり0.20%を超えるとこれら特性の劣化が著るしく、実用性が失われる。

(2) Si 2.0%以下:

Siは通常の製鋼法では脱酸等の理由で鋼中に多少は存在する。そして本発明鋼においてはとくにSiを添加すると固溶硬化による強度の上昇を図ることができるが2%を超えると韌性的低下が著るしくなる。

(3) Mn 3.0%以下:

Mnも通常の製鋼法で鋼中に必ず多少は含まれ、またこの量を増すと固溶体硬化による強度上昇と、NiやCrと同様マルテンサイトあるいは下方ベイナント組織を生じせしめることで強韌性向上に寄与する。しかし3%を超えて添加すると時効(焼戻)時に焼戻脆化現象が現われ韌性を著しく損なうので3%以下とした。

(4) Ni 4.1~9.5%:

前述のようにNiは韌性のよい基地組織を作り、しかも一部Alと結合することにより析出強化作用を示すものである。Ni 4.1%以下では基地組織の韌性が不十分で、時効硬化後の韌性劣化が著しい。9.5%を超えて添加しても韌性はこれ以上向上せずまた時効時の強度が低下する傾向を示すので好ましくない。

(5) Cr 2.1~8%:

CrはNiと同様基地組織の強韌性を附与し、また冷却速度に依存せず安定なマルテンサイトと下方のベイナントの組織を形成させる効果があるので、本発明鋼製造加工時に焼入等の急冷処理を原則として必要とせしめまた溶接性を向上させる効果がある。この効果は2%以下ではなく、8%を超えると効果が飽和し、また変態点が低くなることにより時効時の強度が低下するので2.1~8.0%とした。

(6) Mo 0.1~4.5%:

Moは0.1%以上程度添加すれば微量でも本発明鋼の時効処理時にマルテンサイトまたは下方ベイナントの基地組織の軟化を防ぎ時効硬化性を強調し、またセメントタイト等の粗大な炭化物の析出を抑え韌性を向上させ焼戻脆化を防止

するなど本発明鋼に強靱性を附与するのに必要なものである。さらに0.1%以上多量に添加すれば時効処理時に Mo_2C の微細析出によるいわゆる2次析出硬化により靱性を損わざかなりに強化が得られる。

しかし4.5%を超えて添加すると Mo_2C よりもむしろ Fe_2Mo または Ni_3Mo のような金属間化合物として析出するので強化に伴なう靱性低下が大きくなり、上記のMoの効果が失なわれ好ましくない。このためMoは0.1~4.5%とした。またWはMoと全く同様の効果を示すが、原子量がMoのはば2倍であるのでMoの一部あるいは全部を2倍量で置換することが出来る。

(ト) Al 0.2~2.0%:

Alは前述のように主としてNiと結合して時効析出硬化を生じせしめるCuとならんで本発明の重要な要素であり、0.2%以下ではその効果は殆んど見られず、添加量とともに時効硬化性は大きくなるが徐々に飽和する傾向を示し、また靱性の劣化が著るしくなる。2%を超える添加ではこの傾向が顕著となり得策ではないので添加量は0.2~2.0%とした。

(チ) Cu 0.3~3.0%:

Cuは前述のように時効処理時にCu単体として微細に鋼中に析出し析出硬化を生じせしめる元素で、Ni-Alとの析出については相乗効果がある。0.3%以下ではその効果は殆んど見られず、添加量とともに時効硬化は大きくなるが、2%程度から飽和する傾向を示し3%を超えて添加すると殆んどそれ以上の強度上昇は見られなくなる。また鋼の圧延時のひび割れも3%程度から顕著になるので0.3~3.0%とした。その他の任意に選択可能な添加元素のうち、Coは時効硬化処理のとき基地組織の回復による軟化を抑制し、またCu、Ni-Al、 Mo_2C 等の析出を促進することにより強度上昇に寄与するが、10%を超えて添加すると靱性が低下するので10%以下とした。

V、Nb、Ta、Ti、ZrおよびWと同様に本発明鋼の時効処理時に焼戻し軟化抵抗および炭窒化物の2次硬化作用により強度上昇に寄与できる元素であるが、それぞれ0.5%を超えて添加すると粗大炭窒化物が生じ靱性を劣化させることがあるので0.5%以下とした。又必要に応じて添加する

Ca、La、Ceは製鋼時に添加して脱酸を良好とし、介在物の減少あるいは形状制御効果があるがいずれも多量に残存すると有害な介在物が鋼中に残存し靱性を劣化させるので、それぞれ0.2%以下

5 下添加することが好ましい。その他P、S、O、N、H、B等の不純物あるいは微量残存元素が通常の製鋼法では鋼中に多少は含まれるが、とくにP、S、O等の元素は本発明鋼の靱性に悪影響を及ぼすのでできるだけ少量とするのが望ましく、できれば0.02%以下に制御すべきである。

本発明鋼は電気炉、真空溶製炉等の通常の製鋼炉で1回以上溶製され、鉄塊または鋼片を1回または2回以上800℃以上に加熱して熱間加工を行なつて鋼板とする。この加熱では少くとも一回は1150℃以上の加熱を行なうことがMo等の炭窒化物を溶解するために望ましい。この高温加熱は鋼板の溶体化として行なつても差支えない。

本発明鋼の熱処理は400~600℃で行なう時効処理が必須であつて、これによりこれまで説明したように、Mo等の炭化物、Cu、NiとAlの金属間化合物等が重複して析出し超高張力水準に強化する。ただしこの時効処理は必ずしも鋼板製造時に行なう必要はなく、比較的強度の低い状態で加工・溶接等を行ない、最終的に構造物の状態で行なつても差支えない。また時効処理は1回のみではなく、2回以上に分けて行なうことでもできる。これ以外の熱処理も必要に応じ行なわれる。例えば熱間加工後の鋼板を800℃以上に加熱して空冷または加速冷却を行なう標準あるいは焼入30処理を1回以上行なうことは本発明鋼の強靱性を多少向上することがある。また熱間加工時に加速冷却を行なう等の加工熱処理も強靱性向上に効果を示すことがある。しかし本発明鋼は前記先行特許に示したようにオーステナイト状態から冷却するとき水冷を行なわなくとも広い冷却速度範囲内でマルテンサイトおよび下方ベイナイトから成る組織が得られ良好な強靱性を示すことが特徴であつて、最も簡単には800℃以上に加熱して圧延等の熱間加工を行なつて放冷してその後時効処理40を行なうことで本発明鋼の特性は十分發揮できる。

以下本発明鋼の実施例について説明する。

表1に化学組成を示す鋼A~Lを小型真空溶解炉で溶製し、鉄塊を2個に切断してそれを1200℃加熱後の熱間圧延を2回繰返すことによ

7

より4mm厚の鋼板とし、圧延終了後一枚は空冷および一枚は600°Cから0.01°C/secで徐冷した。これは熱間ストリップ圧延と同様の熱サイクルを与えるためである。これらの鋼板はいずれも冷却後一部冷却までの特性を調査し、残りは500°Cで2時間の時効処理を行ない空冷し機械的性質を調査した。その結果を表2に示す。

この表に見られるように本発明鋼では160kg/mm²～210kg/mm²程度の超高張力が得られている。

次に本発明鋼を既存の各種超高張力鋼のうち比較的良好な特性を示すものと比較して試験した結果を表3に示す。本発明鋼としては表1のB、Eを選定した。Ni当量は各鋼種のコストの目安として添加合金元素量(%)をNiとの比較で係数を乗じてNi量(%)に換算して合計したもので、そ

の計算式は同表の注に示してある。溶製法、圧延後の熱処理法は表中に簡単に示した。試験板厚は5～6mmであつた。試験法の中で破壊革性値の測定には表面に鋸どい半梢円切欠をつけた引張試験片を用いた。表3に明らかなように本発明鋼は180～200kg/mm²の強度レベルで他鋼種と同等以上の革性を示し、コスト的にはNi当量がマルエージング鋼に比べて1/3～1/4、PZ鋼に比べても1/2と著しく低減した画期的な超高張力鋼であり、熱処理も著しく簡単である。加工性の目やすとなる冷却までの強度も140～160kg/mm²とマルエージング鋼より高いが、PZ鋼よりも低く比較的加工しやすい鋼であることを示している。以上の説明により本発明の効果が著しく画期的な超高張力鋼が得られることが明らかである。

表 1

本発明鋼実施例の化学成分

(重量%)

鋼番	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	N	その他
A	0.009	0.023	<0.01	0.002	0.006	6.10	420	154	158	—	0.60	0.0028	—
B	0.108	0.021	0.005	0.002	0.007	5.79	3.77	1.72	1.46	—	1.16	0.0024	—
C	0.098	1.47	0.001	0.002	0.007	5.96	383	1.75	1.48	—	0.96	0.0023	—
D	0.103	1.36	0.002	0.002	0.007	5.92	391	1.74	1.47	0.312	0.95	0.0024	—
E	0.154	0.038	0.001	0.002	0.007	6.14	401	1.79	1.52	—	1.04	0.0023	—
F	0.146	1.38	0.002	0.002	0.007	5.84	373	1.76	1.46	0.300	0.96	0.0026	—
G	0.095	0.11	<0.01	0.004	0.006	4.10	5.90	146	152	—	0.57	0.003	—
H	0.100	0.01	<0.01	0.004	0.005	7.95	210	151.	148	—	1.58	0.003	—
I	0.107	0.01	1.97	0.004	0.007	5.70	225	154	156	—	0.55	0.003	—
J	0.101	0.01	<0.01	0.001	0.008	6.00	405	142	156	—	0.59	0.003	Co 6.75
K	0.100	0.01	<0.01	0.001	0.008	5.90	416	1.46	1.57	—	0.61	0.003	Nb+Ta 0.05
L	0.092	0.01	<0.01	0.003	0.008	5.90	415	147	156	—	0.60	0.003	Ti 0.10 Ca+La+Ce 0.03

表 2

本発明鋼実施例の機械的性質

(板厚4mm、熱間圧延後500°C 2時間加熱後空冷)

鋼番	圧延後の冷却	硬度(Hv)	引張強さ(kg/mm ²)	0.2%耐力(kg/mm ²)	伸び25mm(%)	0°Cでのシャルピー衝撃値(kg-m/cm)	-80°Cでのシャルピー衝撃値(kg-m/cm)
A	空冷	496	164.8	139.0	9.6	7.7	3.6
	徐冷	499	170.6	138.9	9.6	8.1	6.2
B	空冷	568	186.1	154.1	7.7	2.5	1.5
	徐冷	572	188.9	157.8	7.1	3.1	2.5
C	空冷	599	195.3	172.1	6.3	1.3	0.8
	徐冷	597	196.4	169.1	6.6	2.5	1.1

9

10

鋼番	圧延後の冷却	硬度(Hv)	引張強さ(kg/mm ²)	0.2%耐力(kg/mm ²)	伸び2.5mm(%)	0°Cでの*シャルピー衝撃値(kg-m/cm ²)	-80°C*でのシャルピー衝撃値(kg-m/cm ²)
D	空冷	601	199.9	178.8	6.0	1.3	0.8
	徐冷	585	198.2	176.1	5.8	2.1	1.1
E	空冷	590	200.4	175.4	5.2	2.3	1.7
	徐冷	606	195.2	171.7	5.8	3.3	2.7
F	空冷	615	210.6	182.3	6.0	1.3	0.8
	徐冷	608	210.0	185.3	6.0	2.5	1.3
G	徐冷	490	161.1	130.5	10.2	8.9	4.5
H	"	556	184.5	161.2	5.1	2.3	1.1
I	"	511	169.5	137.3	10.0	6.8	5.0
J	"	532	177.0	144.3	9.7	8.3	6.4
K	"	515	173.0	140.5	9.0	8.8	6.9
L	"	510	171.5	140.1	8.9	7.6	6.0

* 3mmサブサイズ、2mmVノツチ試験片

表 3 他銅種との特性比較(170~200キロ級)

(板厚5~6mm)

銅種	主要化学成成分(%)						溶製**	熱処理	冷却まゝ 熱処理後***	後の特性					
	C	Ni	Cr	Mo	V	Co	Cu	Al	Ni [*] 当量	引張強さ (T.S.) (kg/mm ²)	耐力 (P.S.) (kg/mm ²)	シャルピー 衝撃値0°C (vE ₀) (kg/mm ² /m)	破壊韧性 値(KIC) kg/mm ² ·m ^{0.5}		
本発明銅 (表1のB、E)	0.10	6	4	1.5	—	—	1.5	1	1.23	VIM	1.86 (140) ~189	1.54 ~158	2.5 ~3.1	270 ~350	
8Ni-6Cr マルエーション グ銅	<0.02	8	6	6	—	9	—	—	3.8	VIM 溶体化一時効 ~110	1.95 ~200	1.72 ~175	2.3 ~3.3	250 ~380	
1.8Ni マルエーション グ銅	"	9	"	"	—	10	—	—	40.5 VIM →VAR	"	1.92 "	1.77 "	2.3 "	—	
PZ 170 ~200	<0.02	18	—	4	—	9	—	Ti 0.5 Al 0.2	4.4	VIM	" ~110	100 ~110	1.73 "	1.68 3.3	334
	"	"	—	5	—	9.5	—	"	4.7	"	"	1.99	1.93	1.9	185
										焼連-焼入-2回 電炉 焼成	(>170)	1.83	1.60	(2.0)	250
										→VAR	" (>190)	1.93	1.76	—	190

* Ni当量=Ni(%) + 0.25Cr(%) + 2.5Mo(%) + 2.5V(%) + 1.5Co(%) + 0.4Cu(%) + 0.6Al(%) + 3Nb(%) + 3Ti(%)
 ** VIM: 真空誘導溶解、VAR: 真空アーチ再溶解
 *** 厚6.0mmの表面切欠引張試験片(切欠深さ2mm、巾20mm、疲労クラック入り)

13

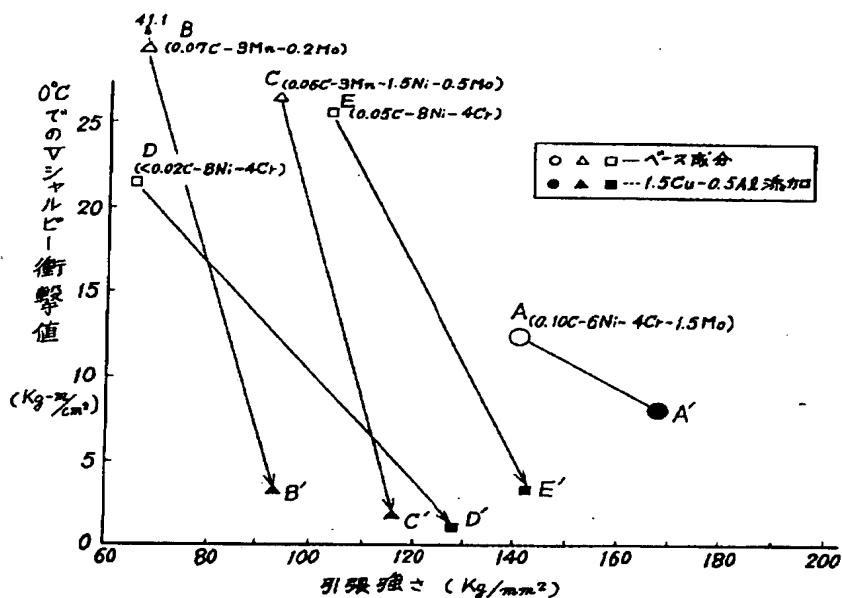
図面の簡単な説明

第1図はNi-Cr-Mo鋼におけるCu-Al

14

複合添加の効果を示す図、第2図はCu、Alの単独添加と複合効果の比較を示す図である。

第1図



第2図

